

Ni 基超合金の高温クリープにおける γ' 相による粒界析出強化

アブデル・モネム・エルバタハギ*・松尾 孝*²・菊池 實*²

Grain Boundary Precipitation Strengthening due to γ' Phase in High Temperature Creep of a Ni-base Superalloy

Abdel Monem ELBATAHGY, Takashi MATSUO and Makoto KIKUCHI

Synopsis:

The creep resistance of Nimonic 80A subjected to prior aging at 1273 K for various periods of time between 30 and 3000 h was measured by a constant stress creep test at 1273 K-49 MPa, to confirm the existence of a so-called grain boundary precipitation strengthening due to γ' phase.

The minimum creep rate increased with prior aging time: from $3.1 \times 10^{-2} \text{ h}^{-1}$ for 30 h aging to $1.1 \times 10^{-1} \text{ h}^{-1}$ for 3000 h aging. This increase in the minimum creep rate could not be correlated with a decrease in a density of intragranular precipitates of γ' phase. The minimum creep rate had a good correlation with the grain boundary area fraction covered with intergranular precipitates of γ' phase. The ratios of the minimum creep rate of the specimens subjected to prior aging to that of an idealized specimen without any intergranular precipitate were equal to the free grain boundary area fraction from the intergranular precipitates of γ' phase. This confirms the intergranular precipitation strengthening previously found in Ni-Cr-W based alloys due to α_2 -W precipitates (T. MATSUO *et al.*: J. Mater. Sci., 22 (1987), p. 1901).

Key words: grain boundary precipitation strengthening; creep; creep resistance; γ' phase; intergranular precipitates; Nimonic 80A.

1. 緒 言

Ni 基超合金の大半は γ' (Ni_3Al) 相による析出分散強化が最大限に働くよう初期組織が制御されている。このため、 γ' 相により析出分散強化した合金の高温長時間使用による強度低下は、 γ' 相の粗大化による析出分散強化量の低下に起因するとこれまで考えられてきた^{1)~7)}。

Cr-Mo-V 鋼についても Ni 基超合金と同様、第 2 相 (炭化物) による析出分散強化が最大限に働くよう、初期組織を制御して使用に供される。このため、この鋼についても高温長時間使用による強度低下が、炭化物の粗大化による析出分散強化量の低下に起因すると理解されてきた^{8)~10)}。しかし、木村らは、Cr-Mo-V 鋼における材質劣化は、粒内に分散した第 2 相の粗大化によるのではなく、旧オーステナイト粒界に沿ったフェライトの形成に起因することを明らかにし、粒界周りで生ずる不均一な組織変化が、これまで考えられてきた粒内にお

る均一な組織変化以上に重要な場合があることを指摘した^{11)~13)}。

ところで、Cr-Mo-V 鋼の初期組織においては、旧オーステナイト粒界の大半が第 2 相で覆われていないのに対し、Ni 基超合金においては、粒界の大半が第 2 相 (γ' 相) で覆われている。このような合金において粒界の大半が γ' 相で覆われた場合、クリープ抵抗にどのような効果を及ぼすかについてはいまだ検討されてはいない。しかし、竹山らは、Ni-20Cr-20W 合金の 1273 K のクリープにおいて、第 2 相として α_2 -W 相が粒界に優先析出し、粒界に占める第 2 相の割合、 ρ (以後粒界被覆率と呼ぶ) が増加すると $(1-\rho)$ に比例してクリープ速度は減少することを明らかにし、このような機構による変形抵抗の増加を“粒界析出強化”として提案した^{14)~21)}。粒界析出強化は析出物の種類によらないと考えられるので、粒界の大半が γ' 相により覆われた初期組織をもつ Ni 基超合金においては、 γ' 相による粒界析出強化が働いていることが予想される。さらに、この

昭和 63 年 11 月本会講演大会にて発表 平成元年 9 月 1 日受付 (Received Sep. 1, 1989)

* 東京工業大学大学院 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku, Tokyo 152)

*² 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)

種の合金の高温長時間使用による強度低下を論ずる場合は、 γ' 相による粒界析出強化の変化を考慮する必要がある。

そこで、本研究では、 γ' 相の体積率が約 25% である Ni 基鍛造合金、Nimonic 80A に 1273 K の前時効を施し、 γ' 相の粒界被覆率をも含め初期組織が異なる数種の試料を準備して、それらのクリープ抵抗を調べ、 γ' 相による粒界析出強化の有無を検討した。

2. 実験方法

供試合金は高周波誘導炉を用いて大気中で溶製した後、エレクトロスラグ再溶解を行った Nimonic 80A であり、その化学組成を Table 1 に示す。インゴットを熱間鍛造、熱間圧延により直径 16 mm の丸棒としたものを、再度、熱間鍛伸して直径 13 mm の丸棒とした。これに Table 1 に示すように 1423 K × 2 h の固溶化熱処理を施して結晶粒径を約 200 μm に調整した。固溶化熱処理材について、Fig. 1 に示した 1273 K、30~3000 h の時効処理を施し、初期組織、とくに γ' 相の粒界被覆率が異なる 5 種の前時効材を準備した。また、Fig. 1

Table 1. Chemical composition (wt%) and heat treatment of a Nimonic 80A studied.

C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	Fe	B	Zr	Ni
0.06	0.12	0.04	19.6	2.5	1.55	2.31	0.006	0.04	Bal.

Heat treatment	Average grain diameter
1423 K × 2h → W. Q.	182 μm

W. Q. : Water Quenched

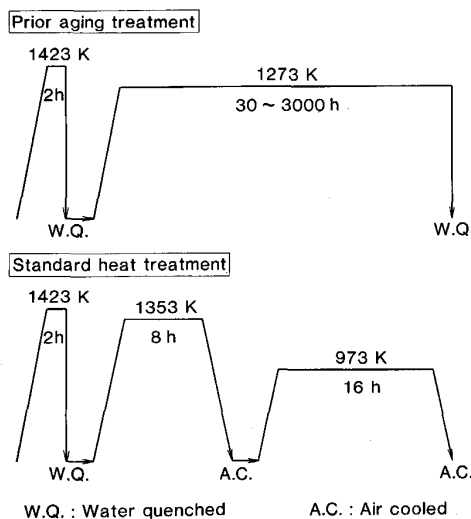


Fig. 1. Schematic illustration of prior aging and standard heat treatment employed on a Nimonic 80A.

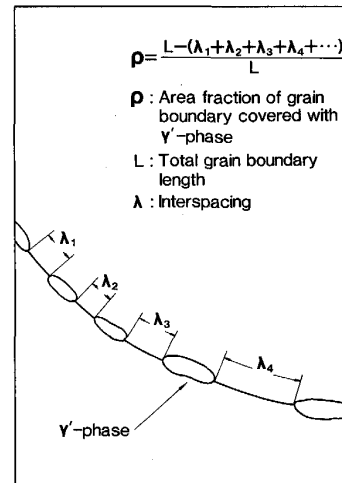


Fig. 2. Schematic illustration of γ' precipitates at grain boundaries, showing the way to measure the grain boundary area fraction covered with γ' phase, ρ .

に併せて示したように 1423 K × 2 h の固溶化熱処理後 Nimonic 80A の標準熱処理を施した試料 (以下、SHT 材と呼ぶ) も用意した。

これら時効材及び SHT 材から標点距離 30 mm、直径 6 mm のつば付き試験片を作製し、1273 K、応力 49 MPa の一定応力におけるクリープ試験[†] (以後定応力クリープ試験と呼ぶ) を行った。定応力クリープ試験は、伸びに応じて荷重を漸時除荷することにより行った。また、クリープ速度が最小となる時点で負荷のまま試料を強制空冷することにより試験を停止し、これらのクリープ停止材について顕微鏡及び透過電顕による組織観察を行った。 γ' 相の粒界被覆率, ρ , は顕微鏡写真から Fig. 2 に示すように γ' 相の析出していない粒界長さ (λ_i) を視野全体について測定し、視野中の全粒界長さ (L) を求めて次式より算出した²⁰⁾²¹⁾。

$$\rho = 1 - \sum(\lambda_i)/L \dots\dots\dots(1)$$

3. 実験結果

3.1 時効材における γ' 相の析出形態

1273 K、30~3000 h の時効を施した 5 種類の時効材の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。30 h 時効材 (a) におい

[†] 前時効により制御された初期組織が試験中に変化しないよう、試験条件を選定した。すなわち、試験温度は時効温度と同一の 1273 K とした。また、応力は最短の時効時間が 30 h であることから、最小クリープ速度を示す時間が一桁小さな 5 h 程度となるよう、49 MPa とした。なお、応力は必要以上に高めることはできない。これは応力を高めると、発達したサブバウンダリーの形成が容易になり、その方位差が高い場合には粒界と同等に働くからである²²⁾。このように、粒界面積が増加すると、粒界被覆率は相対的に低下する。しかし、後述するように、49 MPa のクリープ試験材において発達したサブグレインの形成は生じなかった。

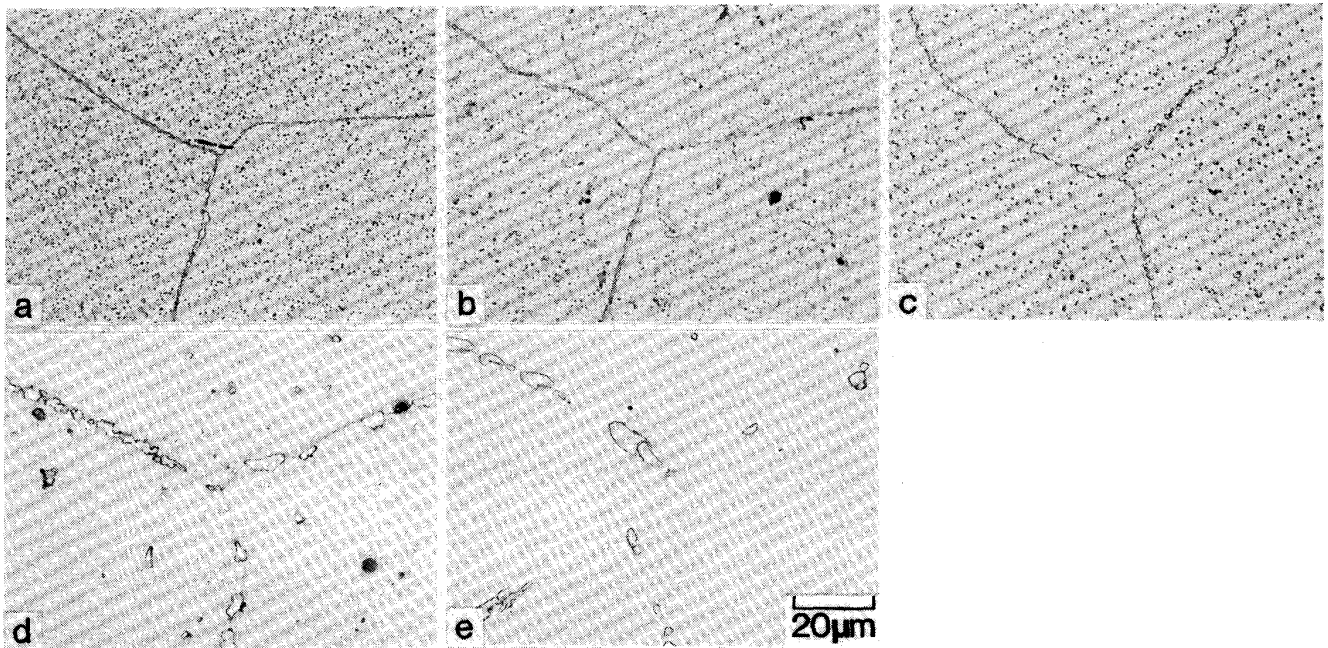


Photo. 1. Optical micrographs of specimens aged for 30(a), 100(b), 300(c), 1000(d) and 3000 h(e) at 1273 K.

ては結晶粒界の大半が析出相で覆われている。また、粒内における第2相の析出密度は他の時効材に比べ高く、析出相はほぼ均一に分散している。この30 h 時効材に比べると、100 h 時効材 (b) における粒界析出相はわずかに粗大化しているが、粒界被覆率の差はほとんどない。しかし、粒内における第2相の析出密度はわずかに減少している。時効時間が300 h (c) になると析出相のない粒界が100 h のものに比べ多く観察されるようになり、析出相の粒界被覆率はわずかに減少する。また、粒内において第2相はいまだ均一に分散しているが、析出密度は100 h 時効材に比べわずかに低下している。ところが、1000 h 時効材 (d) においては、粒内析出相は非常に大きくなり、第2相の析出密度は急激に低下する。また、粒界析出相の大きさは数 μm に達し、粒界被覆率は300 h 時効材に比べかなり低下する。時効が3000 h (e) になると、粒内における第2相の析出密度は1000 h 時効材と大差ないが、粒界析出相はさらに粗大化して、粒界被覆率は50% 以下にまで減少する。

1273 K, 100 h 時効材の透過電顕組織を Photo. 2 に示す。Photo. 1 b に示した100 h 時効材の光学顕微鏡で観察されたものに比べ、より微細な第2相の粒内析出はなく、粒内分散相の粒子間距離は Photo. 1 b に観察されるように数 μm に達している。また、電子線回折により一部の粒界析出相については M_{23}C_6 と同定されたものもあったが、粒界析出相の大半及び粒内析出相は

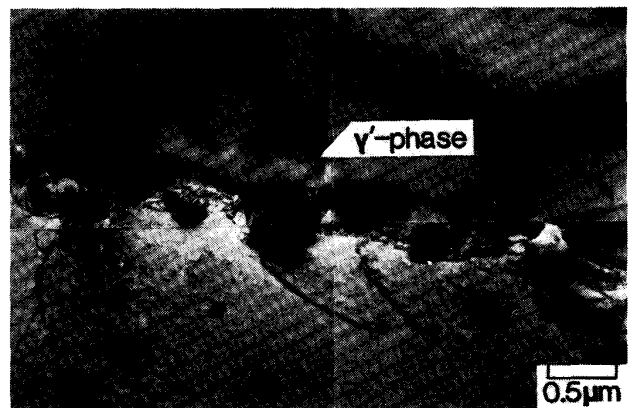


Photo. 2. Transmission electron micrograph of a specimen aged at 1273 K for 100 h before creep.

γ' 相と同定された。

3.2 時効材のクリープ抵抗

1273 K, 30~3000 h 時効材のクリープ抵抗を調べるために行った1273 K, 49 MPa のクリープ試験におけるクリープ速度-時間曲線を Fig. 3 に示す。3000 h 時効材の加速クリープ域を除くと、クリープ曲線の形状は時効時間に依存しない。最小クリープ速度は長時間時効材ほど大きく、長時間の時効によりクリープ抵抗は明らかに低下している。時効時間の増加に伴う最小クリープ速度の変化を Fig. 4 に示す。時効時間が長くなると最小クリープ速度は増加するが、増加量は100 h を超える

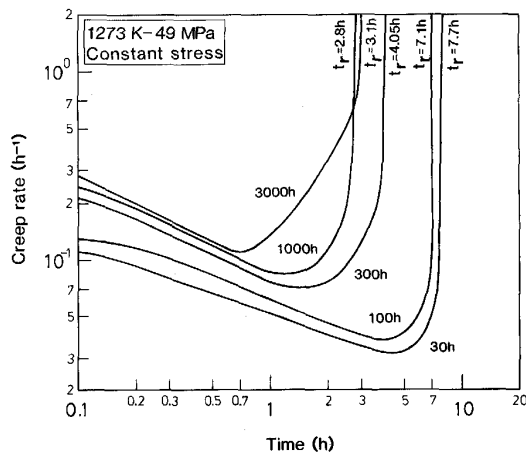


Fig. 3. Creep rate - time curves at 1273 K-49 MPa of the specimens subjected to prior aging at 1273 K for the period from 30 and 3000 h.

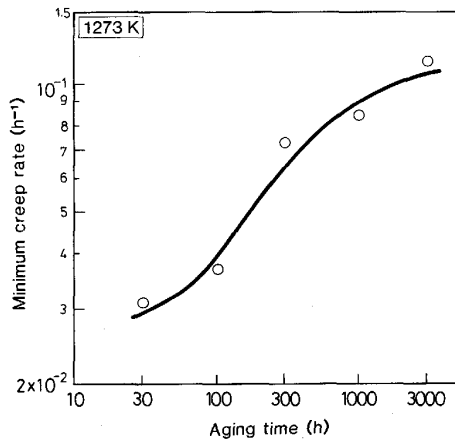


Fig. 4. Change in minimum creep rate at 1273 K-49 MPa with prior aging time at 1273 K.

と大きく、300 h 以上での増加量は 100~300 h に比べ、わずかに小さくなる。その結果、3000 h 時効材の最小クリープ速度は 30 h 時効材の値の約 4 倍にまで大きくなる。時効時間の増加に伴う最小クリープ速度の増加量が 300 h 以内で大きいという結果とは異なり、時効材における粒内 γ' 相の析出密度は Photo. 1 に示したように 300 h 以内においては大きくは減少していない。

4. 考 察

4.1 クリープ抵抗に及ぼす γ' 相による析出分散強化の影響

各時効材の変形抵抗を調査するために行った定応力クリープ試験は、時効により制御された組織ができるだけ変化しないような条件を選定した。しかし、クリープ試験の昇温時、とくに、 γ' 相の析出が最も速い 1023 K

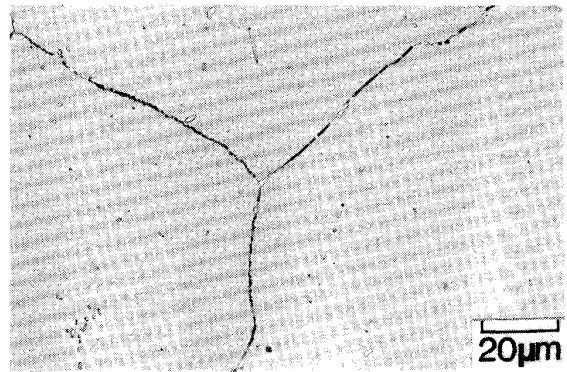


Photo. 3. Optical micrograph of a creep specimen subjected to the standard heat treatment before creep.

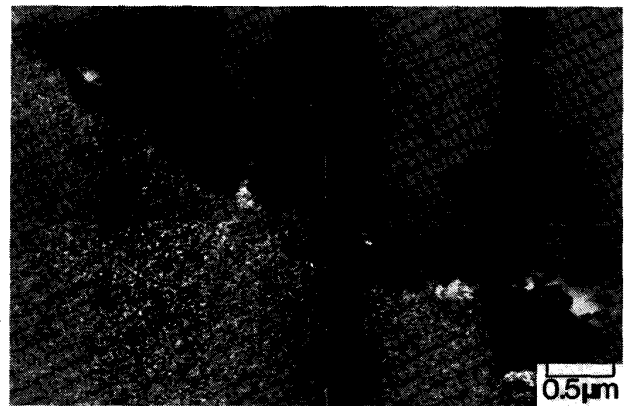


Photo. 4. Transmission electron micrograph corresponding to Photo. 3.

近くの温度域においては、1273 K における γ' 相の固溶限より小さいことから、 γ' 相の粒内析出が生じることも予想される。そこで、まず微細な γ' 相の粒内析出が生じている SHT 材の 1273 K, 49 MPa におけるクリープ抵抗及びクリープ中の組織を調べた。さらに、時効材における初期組織と最小クリープ速度を示す時点における組織とを比較した。

SHT 材のクリープ試験前の光学顕微鏡組織を Photo. 3 に示す。粒界には粒状相が析出しているが、その粒界被覆率は Photo. 1 a に示した 1273 K, 30 h 時効材に比べ低い。また、粒内における析出相の有無は光顕の範囲では判別できない。同一試料の透過電顕組織を Photo. 4 に示す。SHT 材の粒内においては微細な球状相が、全面に均一分散している。また、電子線回折により、粒内球状相は γ' 相と同定され、また、粒界の塊状相は大半が炭化物 $M_{23}C_6$ と同定された。このように熱処理により粒内における析出分散強化量を最大限にまで高めた

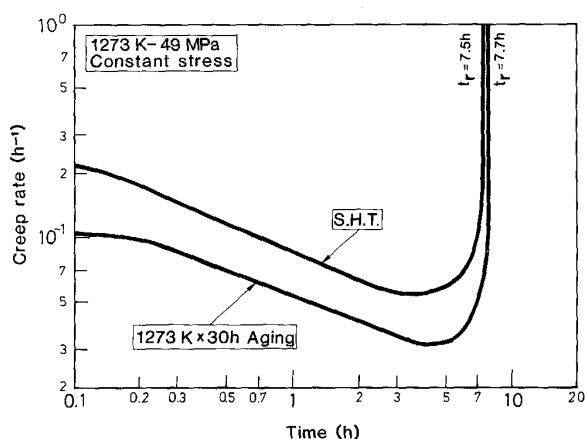


Fig. 5. Creep rate - time curves at 1273 K-49 MPa of the specimens subjected to standard heat treatment and prior aging at 1273 K for 30 h.

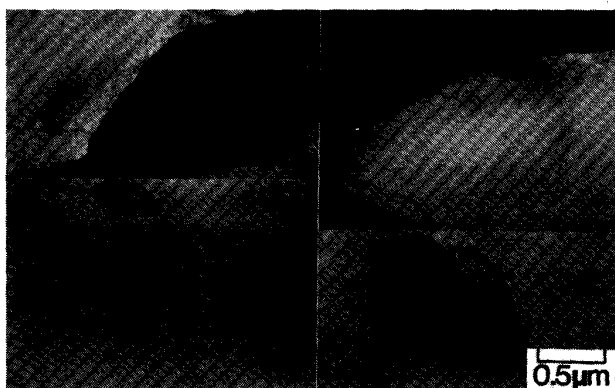
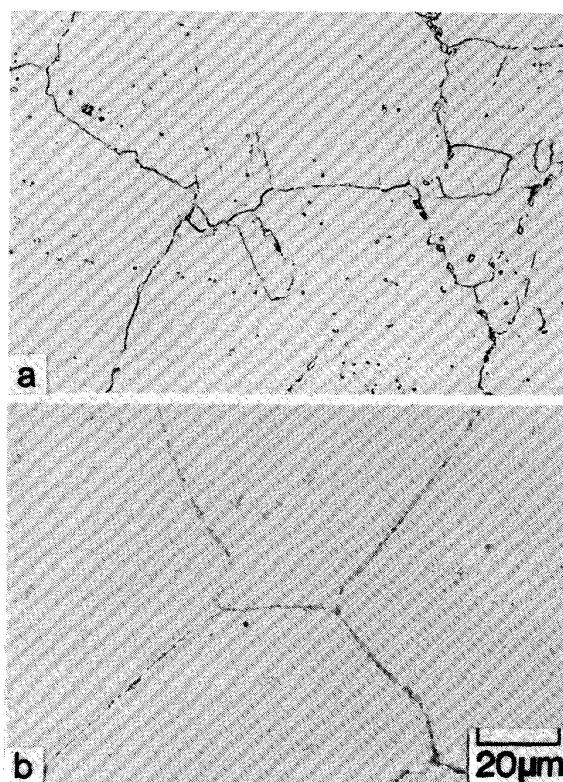


Photo. 5. Transmission electron micrograph of a specimen subjected to the standard heat treatment and subsequently crept at 1273 K-49 MPa for 3.7 h up to a strain showing minimum creep rate.

初期組織を有する SHT 材の 1273 K, 49 MPa におけるクリープ速度-時間曲線を Fig. 5 に示す。なお、図中には Fig. 3 に示した 1273 K, 30 h 時効材の曲線も併せて示した。予想に反して、SHT 材のクリープ速度は、クリープの全域にわたり、30 h 時効材に比べ 2 倍程度大きい。最小クリープ速度を示す時点で試験を停止した SHT 材の透過電顕組織を Photo. 5 に示す。粒内において観察された微細な γ' 相は、3.7 h のクリープ試験によりすべて消失している。このことから標準熱処理の 973 K, 16 h 加熱後、空冷中に析出した微細な γ' 相の粒内析出は 1273 K で加熱すると、ごく短時間で γ 素地中に固溶することが明らかである。したがって、1273 K のクリープにおいては変形抵抗に及ぼす微細な球状 γ' 相の効果を考慮する必要がない。それゆえ、時効材の定応力クリープ試験時のクリープ抵抗は Photo. 1 に



a : Standard Heat Treatment (SHT)
b : Prior aging at 1273 K for 30 h (See Fig. 1)

Photo. 6. Optical micrographs of specimens crept for 3.7 h(a) or 4.2 h(b) at 1273 K-49 MPa up to a strain corresponding to minimum creep rate.

示した各時効材の初期組織、すなわち粒内及び粒界 γ' 相により生ずる、それぞれ析出分散強化及び粒界析出強化によって決定されるものとみなせる。

最小クリープ速度を示した時点で試験を停止した SHT 材と 1273 K, 30 h 時効材の光学顕微鏡組織を Photo. 6 に示す。SHT 材 (a) における第 2 相による粒界被覆率は、1273 K, 30 h 時効材 (b) に比べ低い。また、析出相のない粒界は大きく湾曲しており、変形は析出相のない粒界で優先的に進行していると推察される。また、そのような粒界は時効材に比べ、SHT 材で多く認められる。ところが、粒内における γ' 相の析出密度に大きな差はない。したがって、SHT 材が時効材に比べ小さなクリープ抵抗を示したのは、 γ' 相による粒内析出分散強化量の差によるものではないと考えられる。

つぎに、時効材の粒内 γ' 相による析出分散強化量のクリープ抵抗に及ぼす影響を検討する。 γ' 相の粒内における析出密度と時効時間との関係を Fig. 6 に示す。なお、Fig. 4 に示した時効材の定応力クリープ試験における最小クリープ速度と時効時間との関係を示す曲線も図中に併せて示した。粒内 γ' 相の析出密度は時効時間

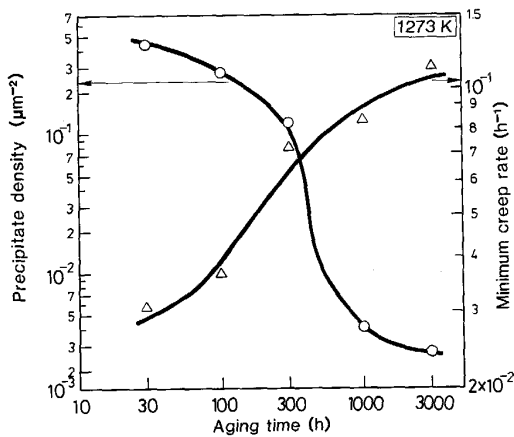


Fig. 6. Changes in precipitation density of γ' phase within grains and minimum creep rate at 1273 K-49 MPa with prior aging time at 1273 K.

が長くなると減少し、その減少量は 300 から 1000 h の間で最も大きい。これに対し、最小クリープ速度の増加量は 100 から 300 h の時間域で大きく、 γ' 相の析出密度が急激に低下する 300 h を超える時間域では、クリープ速度は大きくは増加しない。さらに、析出密度の値が 1 平方 μm 当たり 0.5 個以下であり、100 h 時効材におけるように粒子間距離が数 μm に達している場合には、有効な析出分散強化量は期待できないものと考えられる。

これらのことから、長時間時効材ほどクリープ抵抗が低下した原因は γ' 相による粒内析出分散強化量の低下によるのではなく、各時効材における γ' 相による粒内析出分散強化量自体も無視できるほどに小さいものと結論される。

4.2 クリープ抵抗に及ぼす γ' 相の粒内被覆率の効果

長時間時効材ほどクリープ抵抗が低下した原因が γ' 相の粒界被覆率の減少によるものかどうかを検討する。

最小クリープ速度を示す時点で試験を停止した 1273 K、30 及び 1000 h 時効材の光顕組織を Photo. 7 に示す。約半分の粒界が γ' 相で覆われた 1000 h 時効材においては Photo. 6 a に示した SHT 材と同様、 γ' 相が析出していない粒界は大きく湾曲しているが、 γ' 相の粒界被覆率がより高い 30 h 時効材においては、粒界は直線的で、湾曲した粒界はほとんど観察されない。

これらの結果より、変形は γ' 相が析出していない粒界において優先し、長時間時効材ほど析出相のない粒界面積がより大きくなり、変形抵抗が低下したと考えられる。そこで、各時効材について測定した γ' 相の粒界被覆率 ρ を時効時間に対してプロットし Fig. 7 に示す。

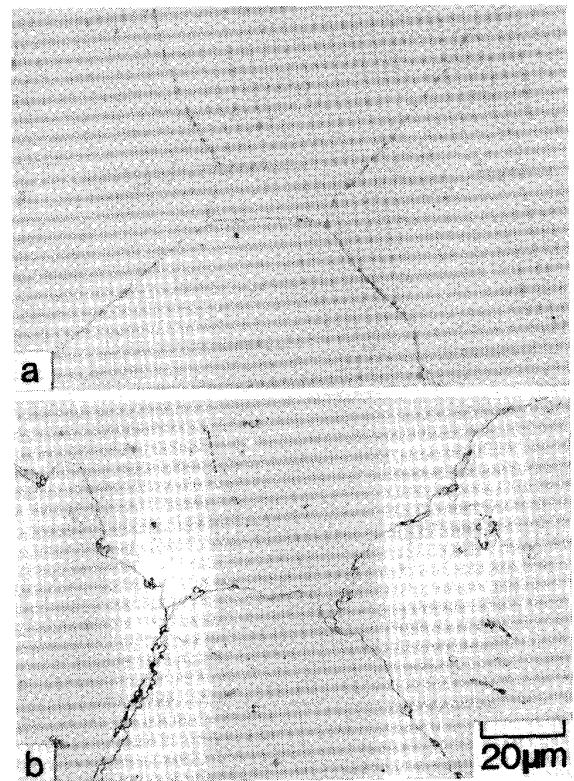


Photo. 7. Optical micrographs of specimens crept for 4.2 h (a) or 1.3 h (b) at 1273 K-49 MPa up to a strain corresponding to minimum creep rate. Aging times for (a) and (b) are 30 h and 1000 h at 1273 K, respectively.

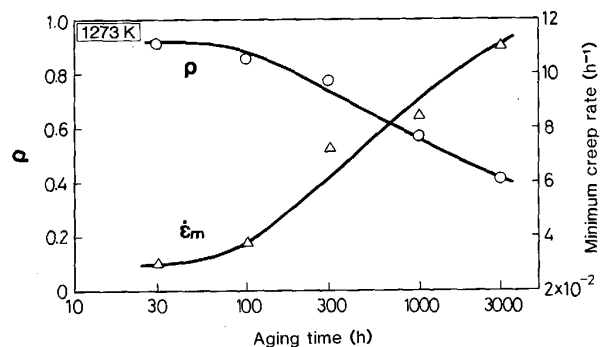


Fig. 7. Change in grain boundary area fraction covered with γ' phase, ρ and minimum creep rate at 1273 K-49 MPa with prior aging time at 1273 K.

なお、Fig. 4 に示した最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ の時効時間依存性も同図に併せて示した。 γ' 相の粒界被覆率 ρ は時効時間の経過に伴い、連続的に減少し、ある特定の時間域において急激に減少することはない。前述したように、時効材のクリープ試験における最小クリープ速度も時効時間の経過に伴い、連続的に増加した。さらに、100 h までにおける ρ の減少量は 100 h を超えた時効時

間域における減少量に比べわずかに小さく、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ の増加量もまた 100 h を超えた時間域に比べ 100 h までは小さい。このように、 γ' 相の粒界被覆率 ρ の時効時間の増加に伴う減少と最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ の増加とはよく対応している。

竹山らは Ni-20Cr-20W 合金を用いて第 2 相 (α_2 -W 相) による粒界析出強化機構を提案した²⁰⁾²¹⁾。 α_2 -W 相による粒界析出強化機構を説明した模式図を Fig. 8 に示す。同図に示すように、大半の粒界が第 2 相で覆われている場合、本研究結果と同様、高温クリープにおいては、第 2 相で覆われた粒界はほとんど変形せず、(図中の矢印 (A))、変形は第 2 相のない粒界で生じていた (図中の矢印 (B))。これらのことから、結晶粒における変形は結晶粒全域において均一に生ずるのではなく、粒内に比べ粒界近傍で優先的に進行する。そのため、粒界の大半が第 2 相で覆われると、変形可能な粒界面積が減少して変形抵抗が増加すると考えた。この場合、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ の増加は第 2 相のない粒界面積の増加に比例すると仮定すると、粒界被覆率 ρ と最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ との関係は次式で表される²⁰⁾²¹⁾。

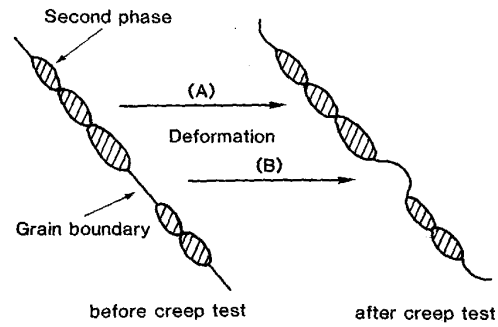
$$\dot{\epsilon}_m / \dot{\epsilon}_{m0} = 1 - \rho \quad (0 \leq \rho \leq 1) \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}_{m0}$ は第 2 相が析出していないと仮定した場合の最小クリープ速度である。

次に、(2)式の関係が本研究で行った γ' 相による粒界被覆率によっても得られるかどうかを検討する。

各時効材について、1273 K、応力 49 MPa の定応力クリープ試験における最小クリープ速度、 $\dot{\epsilon}_m$ と結晶粒界が γ' 相で覆われていないと仮定した場合の最小クリープ速度、 $\dot{\epsilon}_{m0}$ ¹²⁾ の比、 $\dot{\epsilon}_m / \dot{\epsilon}_{m0}$ を求め、これと γ' 相の粒界被覆率 ρ との関係を図 9 に示す。5 種の時効材について得られた γ' 相の粒界被覆率と最小クリープ速度比 $\dot{\epsilon}_m / \dot{\epsilon}_{m0}$ のプロット点は、いずれも (2) 式の関係を示す -1 の勾配をもつ直線上にある。

これらの結果より、前時効を施した Nimonic 80A の時効時間の増加に伴うクリープ抵抗の低下は、 γ' 相の粒内析出分散強化量の低下ではなく、 γ' 相の粒界析出強化量の低下によってそのほとんどが説明され、 γ' 相が結晶粒界の大半を覆うように析出した場合、 γ' 相によっても、竹山らが報告した α_2 -W 相の場合と同様、



$$\dot{\epsilon}_m = \dot{\epsilon}_{m0} (1 - \rho) \quad (0 \leq \rho \leq 1)$$

$\dot{\epsilon}_m$: Minimum creep rate
 $\dot{\epsilon}_{m0}$: Minimum creep rate at $\rho = 0$
 ρ : Grain boundary area fraction covered with γ'

Fig. 8. Schematic model of the grain boundary precipitation strengthening due to second phase.

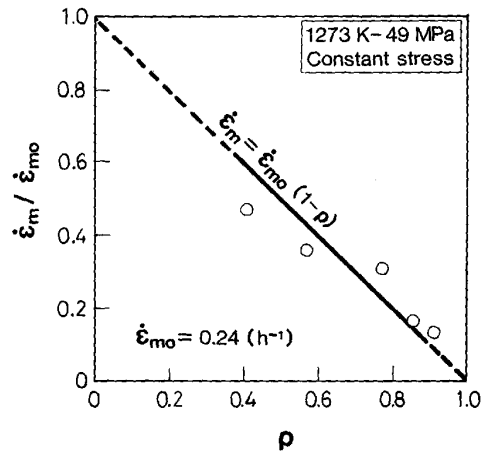


Fig. 9. Relation between the ratio of minimum creep rate to that of the specimen whose ρ is zero, $\dot{\epsilon}_m / \dot{\epsilon}_{m0}$ and the grain boundary area fraction covered with γ' phase, ρ .

高温クリープにおいて粒界析出強化が有効な強化機構として働くものと結論される。

5. 結 論

本研究では、1273 K の前時効熱処理を施し、 γ' 相の粒界被覆率 ρ が異なる初期組織をもつ Nimonic 80A 合金について、 ρ とクリープ抵抗との関連を調べ、Ni 基合金の粒界に析出した γ' 相によっても、 α_2 -W 相と同様の粒界析出強化が有効に働いていることを明らかにした。以下に本研究で得られた結論を列挙する。

1) 1273 K の時効において、 γ' 相はおもに結晶粒界に析出し、粒内における γ' 相の析出密度は非常に低い。また、時効時間の増加に伴い、 γ' 相の粒界被覆率 ρ は、30 h の約 90% から 3000 h の約 40% にまで大きく低下した。

¹²⁾ $\dot{\epsilon}_{m0}$ は以下のように決定した。まず 0.04C-Ni-20Cr 合金の 1273 K における定荷重試験より得られた応力-最小クリープ速度曲線²³⁾を外挿して、49 MPa の最小クリープ速度、 $\dot{\epsilon}_m = 0.60 \text{ h}^{-1}$ を得た。この場合、最小クリープ速度を示す時点でのひずみ量が 0.20 であるため、断面減少により前述のクリープ速度は 58.8 MPa における値となる。49 MPa における最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{m0}$ は最小クリープ速度の応力指数 $n = 5$ を与えることにより次式で求めることができる。

$$\dot{\epsilon}_{m0} = 0.60 \times (1/1.2)^n$$

得られた $\dot{\epsilon}_{m0}$ は 0.24 h^{-1} である。

2) 長時間時効材ほど 1273 K, 49 MPa の定応力クリープ試験における最小クリープ速度は増加した。

3) 長時間時効材ほど変形抵抗が低下したことは、粒内 γ' 相による析出分散強化量の低下によるのではなく、 γ' 相の粒界被覆率 ρ の減少と一義的な相関があった。

4) 最小のクリープ速度を示す時点で試験を停止した試料の組織観察より、 γ' 相の析出している粒界においては変形がほとんど認められず、 γ' 相のない粒界は大きく湾曲していた。

5) 以上の結果より、前時効を施した Nimonic 80A の時効時間の増加に伴うクリープ抵抗の低下は、 γ' 相の粒内析出分散強化量の低下ではなく、 γ' 相の粒界析出強化量の低下によって説明され、 γ' 相が結晶粒界の大半を覆うように析出した場合、粒界 γ' 相による変形抵抗の増加、すなわち、粒界析出強化が働くものと結論した。

終わりに、本研究は昭和 63, 64 年度文部省科学研究費補助金 (一般研究 (C) 63550532) の助成を受けて行われたことを付記して謝意を表します。また、本研究の供試合金をご提供下さった大同特殊鋼(株)中央研究所の関係各位に感謝いたします。

文 献

- 1) W. BETTERIDGE: "The Nimonic Alloys" (1959), p. 32 [Edward Arnold, Ltd. London]
- 2) D. SIDEY and B. WILSHIRE: *Met. Sci. J.*, **3** (1969), p. 56
- 3) G. R. LEVERANT and B. H. KEAR: *Metall. Trans.*, **1** (1970), p. 491
- 4) T. B. GIBBONS and B. E. HOPKINS: *Met. Sci. J.*, **5** (1971), p. 233
- 5) C. HAMMOND and J. NUTTING: *Met. Sci.*, **11** (1977), p. 474
- 6) A. MELANDER and P. A. PERSSON: *Met. Sci.*, **12** (1978), p. 391
- 7) B. REPPICH, P. SCHEPP and G. WEHNER: *Acta Metall.*, **30** (1982), p. 95
- 8) C. J. BOLTON, B. F. DYSON and K. R. WILLIAMS: *Mater. Sci. Eng.*, **46** (1980), p. 231
- 9) K. R. WILLIAMS and B. WILSHIRE: *Mater. Sci. Eng.*, **47** (1981), p. 151
- 10) D. A. MILLER, W. J. PLUMBRIDGE and R. A. BARTLETT: *Met. Sci.*, **15** (1981), p. 413
- 11) 木村一弘, 木佐貫哲也, 小松周一, 松尾 孝, 田中良平: *鉄と鋼*, **71** (1985), p. 1803
- 12) 木村一弘, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: *鉄と鋼*, **72** (1986), p. 128
- 13) 木村一弘: 博士論文 (東京工業大学) (1987)
- 14) M. TAKEYAMA, T. MATSUO and R. TANAKA: *Japan-US Seminar on Superalloys* (1985), p. 113
- 15) 竹山雅夫, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: *鉄と鋼*, **72** (1986), S584
- 16) 竹山雅夫, 川崎 薫, 松尾 孝, 田中良平: *鉄と鋼*, **72** (1986), p. 125
- 17) R. TANAKA, M. KIKUCHI, T. MATSUO, S. TAKEDA, H. NISHIKAWA, T. ICHIHARA and M. KAJIHARA: *Proc. of Intern. Symposium on Superalloys* (1980), p. 481 [ASM]
- 18) T. MATSUO, R. TANAKA, T. ICHIHARA and K. OHMURA: *Proc. of the 3rd JIM Intern. Symposium on High Temperature Corrosion of Metals and Alloys* (1983), p. 557
- 19) T. MATSUO, M. UEKI, M. TAKEYAMA and R. TANAKA: *J. Mater. Sci.*, **22** (1987), p. 1901
- 20) 竹山雅夫: 博士論文 (東京工業大学) (1986)
- 21) T. MATSUO, M. TAKEYAMA, M. KIKUCHI and R. TANAKA: *TMS Technical Paper*, F 86-10 (1986)
- 22) 平井龍至, 寺田芳弘, 松尾 孝, 菊池 實: 学振 123 委研究報告, **29** (1988), p. 275
- 23) 星田達男: 修士論文 (東京工業大学) (1976)